بررسی تأثیر استحاله آستنیت باقیمانده به مارتنزیت بر رفتار سایشی چدن‌های سفید*

وحید کرمی دستنایی[۱] سید صادق قاسمی بنادکوکی[۲] مسعود مصلایی پور یزدی[۳] علیرضا مشرقی[۴]

چکیده

در این پژوهش، تاثیر استحاله آستنیت باقیمانده به مارتنزیت بر رفتار سایشی چدن‌های سفید بررسی شده است. برای این منظور، رفتار سایشی یک نوع چدن سفید آلیاژی با ریزساختار آستنیتی-کاربیدی در مقایسه با چدن سفید معمولی با ریزساختار پرلیتی-کاربیدی مورد بررسی قرار گرفت. تست سایش با استفاده از روش پین روی دیسک در بارگذاری‌های ۸۰، ۱۰۰، ۱۲۰ و ۱۴۰ نیوتن انجام شد. نتایج نشان می‌دهد که در بارگذاری‌های کمتر از ۱۰۰ نیوتن در نمونه‌های چدن سفید آلیاژی، آستنیت باقیمانده پایدار بوده و در طی آزمون سایش در اثر تنش‌ها و نیروهای مکانیکی پدیده کار سخت شدن آستنیت باقیمانده اتفاق افتاده است ولی در بارگذاری‌های بیش از ۱۰۰ نیوتن آستنیت باقیمانده به مارتنزیت تحول یافته است که باعث افزایش شدیدی در مقاومت به سایش چدن سفید آلیاژی شده است.

واژه‌های کلیدی چدن سفید، کاربید، پرلیت، مارتنزیت، آستنیت باقیمانده، رفتار سایشی

Investigation of Retained Austenite to Martensite Phase Transformation on Wear Behavior of White Cast Irons

V. Karami Dastnaee S. S. Ghasemi Banadkouki M. Mosalaee poor Yazdi A. R. Mashreghi

Abstract

In this study, the effect of retained austenite to martensite phase transformation has been studied in conjunction with wear behavior of white cast irons. For this purpose, the wear behavior of an alloyed white cast iron with a carbide-austenite microstructure has been studied in comparison to that of conventional white cast iron with a pearlite-carbide microstructure. The wear tests were conducted by using pin on disk test method with loads of 80, 100, 120 and 140N. The results show that retained austenite is stable and also work hardened during wear test conducted with loads less than 100N in alloyed white cast iron samples, while, the retained austenite transformed to martensite after using loads greater than 100N. The retained austenite to martensite phase transformation has been associated with significant improvement in wear resistance in the alloyed white cast iron.

Key Words white cast iron; carbide; pearlite; martensite; retained austenite; wear behavior.

---

* نسخهٔ نخست مقاله در تاریخ ۹۳/۱۲/۱٤ و نسخهٔ پایانی آن در تاریخ ۹٤/۸/۱۲ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی معدن و مواد، دانشگاه یزد.

(۲) نویسنده مسئول: دانشیار، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد.

Email: sghasemi@yazd.ac.ir

(۳) دانشیار، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد.

(٤) دانشیار، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد.

DOI: 10.22067/ma.v0i29.44982.

مقدمه

در سال‌های اخیر چدن‌های سفید مقاوم به سایش به جهت مجموعه بالایی از خواص مکانیکی، شرایط تولیدی صنعتی و اقتصادی جایگزین بسیاری از فولادهای ضد سایش مورد استفاده در صنایع معدنی، گلوله‌های آسیا، لاینرها، غلطک‌های نوردی، دسته‌های پیشران در قطارها و بسیاری از کاربردهایی که نیازمند مقاومت به سایش بالایی هستند، شده‌اند [1-3]. یک چدن سفید مقاوم به سایش خوب نه تنها باید عملکرد سایشی داشته باشد بلکه باید چقرمگی کافی برای عدم شکست ناگهانی را نیز داشته باشد. بر اساس استاندارد ASTM A532، چدن‌های سفید مقاوم به سایش به ترتیب از خانواده‌ی چدن‌های سفید پرلیتی و چدن‌های سفید سخت شونده با نیکل (نای‌هاردها Ni-Hards) به چدن‌های سفید پر کروم توسعه یافته است [4]. چدن‌های سفید پرلیتی به دلیل ریزساختارهایی شامل مخلوطی از کاربیدهای پیوسته یوتکتیکی M_3C و پرلیت جوابگوی مقاومت به سایش و سختی توام با چقرمگی بالا در بسیاری از قطعات ضد سایش نمی‌باشند [5 و 1]. با اضافه نمودن مقادیر قابل توجهی از عناصر آلیاژی نیکل و کروم، خانواده‌ی چدن-های سفید مقاوم به سایش سخت شونده با نیکل در چهار گروه ۱، ۲، ۳ و٤ توسعه یافتند [6 و 1]. با بکارگیری مقادیر ملایمتری از نیکل و میزان کروم بالا تا سقف ۳۰٪Cr، چدن‌های سفید مقاوم به سایش کروم بالا طراحی و توسعه یافته است [7-9].

در حالت کلی متناسب با نوع و مقدار عناصر آلیاژی، شرایط ریخته‌گری و پروسه‌های عملیات حرارتی انواع ریزساختارهای چند فازی شامل مخلوطی از کاربیدهای یوتکتیکی پیوسته M_3C، ذرات ریز کاربیدهای ثانویه، پرلیت، بینایت، مارتنزیت و آستنیت باقیمانده در ریزساختار چدن‌های سفید مقاوم به سایش ایجاد می‌گردد که باعث رفتار سایشی کاملا متفاوت آنها شده است. از میان اجزاء ریزساختاری آستنیت باقیمانده یک فاز ناپایدار در ریزساختار چدن‌های سفید مقاوم به سایش در دمای محیط می‌باشد که باعث تغییرات گسترده‌ای در خواص سایشی آنها شده است [10-12]. زومگار و همکاران در مورد ارتباط ریزساختارها با خواص سایشی چدن‌های سفید ریختگی با درصدهای مختلفی از کاربیدهای یوتکتیکی بین ٪٤٥–۷ تحقیقات گسترده‌ای انجام داده و گزارش نمودند که با افزایش کسر حجمی کاربید مقاومت به سایش چدن‌های سفید افزایش می‌یابد [13]. گاندلاچ و پارک گزارش نمودند که مقاومت سایشی چدن‌های سفید با زمینه آستنیتی به طور قابل توجهی کمتر از چدن-های سفید با زمینه مارتنزیت است [15]. در حالت کلی نتایج کاملا بحث انگیزی توسط محققین در مورد تأثیر آستنیت باقیمانده بر ریزساختارها و خواص مکانیکی چدن‌های سفید مقاوم به سایش ارائه شده است. بعضی از محققین ادعا می‌نمایند که آستنیت باقیمانده در اثر تنش‌ها و نیروهای مکانیکی ایجاد شده طی سرویس‌دهی قطعات صنعتی به مارتنزیت تبدیل می‌شود و در اثر افزایش حجم ناشی از تحول مارتنزیتی ترک‌های ریزی ایجاد شده و موجب پوسته پوسته شدن و در نتیجه کاهش مقاومت به سایش قطعات صنعتی می‌گردد [10، 16، 17]. در حالیکه گروهی دیگر از پژوهشگران گزارش نموده‌اند که آستنیت باقیمانده در اثر تنش‌ها و نیروهای مکانیکی کار سخت شده و باعث افزایش مقاومت به سایش می-گردد [18]. این مباحث همچنان در متالورژی فیزیکی چدن‌های سفید مقاوم به سایش ادامه دارد و توافق واحدی در مورد تأثیر آستنیت باقیمانده بر رفتار سایشی چدن‌های سفید وجود ندارد.

هدف از انجام این تحقیق، بررسی تأثیر استحاله آستنیت باقیمانده به مارتنزیت بر رفتار سایشی یک نوع چدن سفید مقاوم به سایش آلیاژی با ریزساختار آستنیتی– کاربیدی است.

مواد و شرح آزمایش

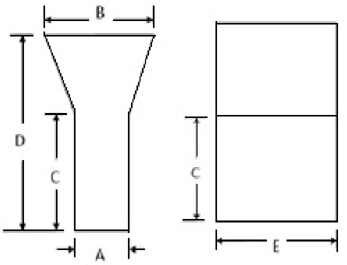
مذاب نمونه‌های چدن سفید آلیاژی و چدن سفید معمولی

در یک کوره القایی به ظرفیت ۱۰۰ کیلوگرم در دمای ۱٤٥۰°C تهیه و پس از تنظیم نهایی آنالیز شیمیایی مذاب به کمک دستگاه کوانتومتری مدل ARL، عملیات ذوب ریزی در قالب‌های استاندارد Y بلوک مطابق با ابعاد نشان داده شده در شکل (۱) انجام شد. در جدول (۱) ترکیب شیمیایی چدن‌های سفید مورد پژوهش آورده شده است.

به منظور بررسی رفتار سایشی چدن‌های سفید مورد پژوهش، آزمون سایش به روش پین روی دیسک در بارگذاری‌های ۸۰، ۱۰۰، ۱۲۰ و ۱٤۰ نیوتن انجام شد. دیسک‌های مقاوم به سایش از جنس فولاد 100Cr6 عملیات حرارتی شده با سختی ٦۲HRC، قطر ۷۰ و ضخامت ۱۰ میلیمتر مورد استفاده قرار گرفت. نمونه‌های تست سایش به شکل پین‌های استوانه‌ای به ابعاد: ارتفاع ٥۰ و قطر ٥ میلیمتر، توسط وایر کات از Y بلوک‌های ریختگی تهیه شدند. ابتدا دستگاه تست سایش کالیبره و شرایط بارگذاری به دقت تنظیم شد. از ترازوی دیجیتالی با دقت ۰/۰۰۰۱ گرم برای توزین نمونه‌های تست سایش استفاده شد. سرعت حرکت دیسک ساینده ۷٤ دور بر دقیقه (۰/۱٥ متر بر ثانیه) بود. هر نمونه مسافت ۱۰۰۰ متر را طی نموده و در پایان مدت زمان هر تست، نمونه‌ها به دقت توزین و میزان کاهش وزن آنها اندازه‌گیری شد. داده‌های مربوط به میزان ضریب اصطکاک بر حسب مسافت طی شده و ضریب اصطکاک بر حسب زمان در کامپیوتر ذخیره گردید. پس از انجام آزمون سایش نمونه‌ها در مقطع عرضی عمود بر سطوح سایش برش داده شده و تغییرات ریزساختاری آنها در اثر تنش‌ها و نیروهای مکانیکی در نواحی زیر سطوح متأثر از سایش بررسی شد.

نمونه‌های متالوگرافی از Y بلوک‌های ریختگی به روش وایر کات تهیه شدند. پس از آماده سازی و پولیش کاری با استفاده از محلول‌های اچ مناسبی که ترکیب شیمیایی آنها در جدول (۲) آورده شده است، اچ و ریزساختار آنها توسط میکروسکوپ‌های نوری مدل PMG3 OLYMPUS و الکترونی روبشی مدل MV2300CAM-SCAN مطالعه شد.

برای بررسی جزئیات آنالیز فازی، نمونه‌هایی از چدن‌های سفید مورد پژوهش به مدت ۳۰ دقیقه با استفاده از دستگاه پراش اشعه ایکس مدل SIEMENS5000 در معرض اشعه ایکس با K_α Co در دامنه زاویه °۱۰۰–۳۰ قرار گرفته است.



ابعاد	mm
A	۲۵
B	۵۵
C	۷۵
D	۱۵۰
E	۱۷۵

شکل ۱ ابعاد Y بلوک‌های استاندارد ریخته‌گری شده

جدول ۱ آنالیز شیمیایی چدن‌های سفید مورد پژوهش (بر حسب درصد وزنی)

نوع چدن	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Fe
چدن سفید معمولی	۳/۲٦	۰/٦۱	۰/٥۲	۰/۰۱۲	۰/۰۲۲	۰/۸۹	۰/۰٥۳	۰/۰٥٥	۰/۰٥٤	۹٦/٥۰
چدن سفید آلیاژی	۳/۳۳	۰/٥٤	۱/۱٥	۰/۰۳۱	۰/۰۲٦	٤/٤۳	۲/۳۸	۰/۱۹	۰/٥٦	۸۷/۳٦

جدول ۲ ترکیب شیمیایی محلول‌های اچ مورد استفاده در این پژوهش

محلول شیمیایی	ترکیب شیمیایی محلول
نایتال ۲٪	۲ میلی لیتر نیتریک اسید ۹۸ میلی لیتر اتانول
گلیسرجیا: Glyceregia	۹ میلی لیتر گلیسرجیا ٦ میلی لیتر اسید هیدرو کلریدریک ۳ میلی لیتر اسید نیتریک
ماربل: Marble	٤ گرم سولفات مس ١٦ میلی لیتر اسید هیدروکلریدریک ۳۰ میلی لیتر آب مقطر

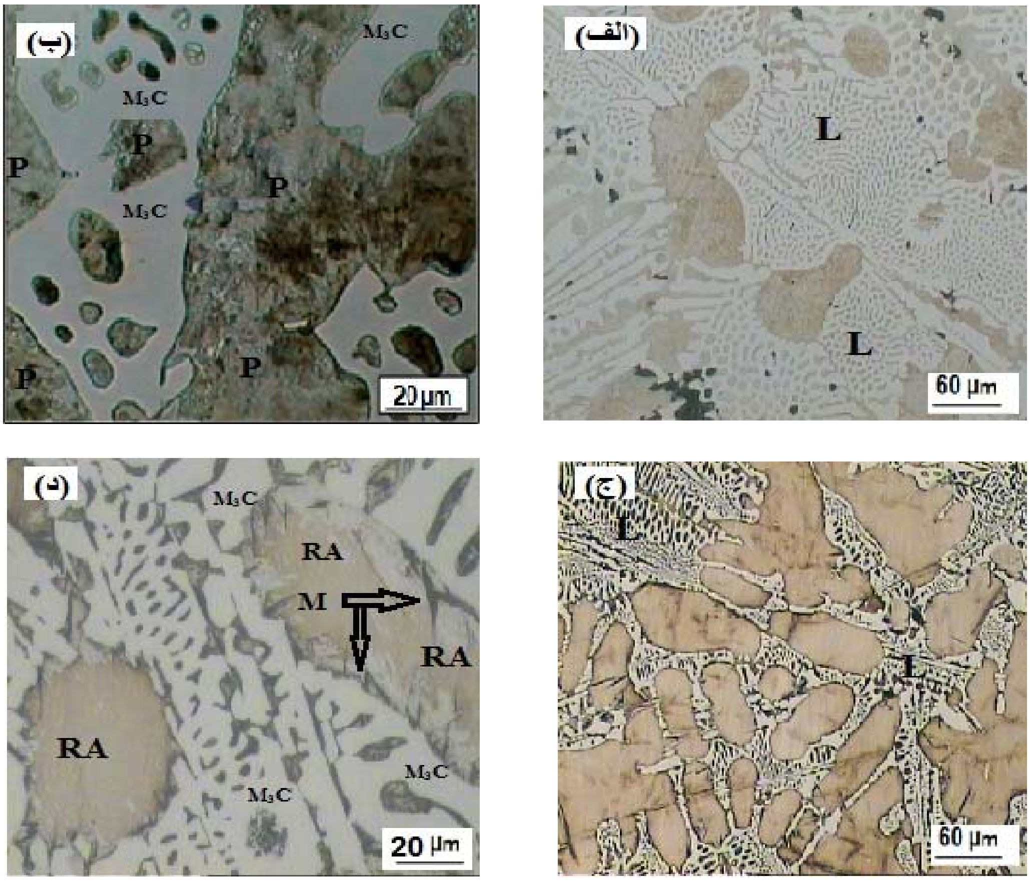
برای بررسی تاثیر تنش‌ها و نیروهای مکانیکی بر میزان پایداری و خواص مکانیکی آستنیت باقیمانده، آزمون میکروسختی سنجی در نمونه‌های چدن سفید آلیاژی به روش ویکرز با بار ۲۵ گرم از آستنیت باقیمانده قبل از انجام تست سایش، نواحی آستنیت باقیمانده تحول نیافته به مارتنزیت بعد از انجام تست سایش و همچنین مارتنزیت تشکیل شده از آستنیت باقیمانده انجام شده است. اعداد میکرو سختی گزارش شده بیانگر متوسط پنج عدد سختی برای هر فاز است.

نتایج و بحث

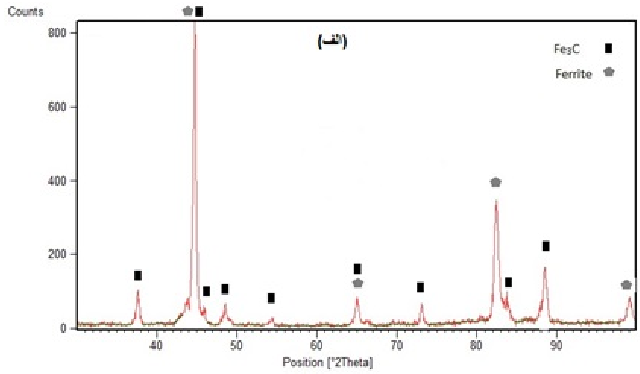
شکل (۲) تصاویر متالوگرافی نوری از ریزساختار چدن‌های سفید مورد پژوهش را در شرایط ریختگی نشان می‌دهد. با توجه به تصاویر متالوگرافی ارائه شده در شکل‌های (۲ – الف) و (۲ – ب) مشاهده می‌شود که ریزساختار چدن سفید معمولی شامل لدبوریت (جزیره‌های کوچک پرلیت در زمینه سفید رنگ کاربیدهای یوتکتیکی پیوسته M_3C) و جزیره‌های بزرگ پرلیت (فاز قهوه‌ای رنگ) است که توسط محلول نایتال ۲٪ آشکار سازی شده است. ریز ساختار چدن سفید آلیاژی (شکل (۲ – ج) و (۲ – د)) شامل جزیره‌های کوچک پراکنده مارتنزیتی (فاز خاکستری رنگ)، آستنیت باقیمانده (فاز قهوه‌ای رنگ) و کاربیدهای یوتکتیکی پیوسته M_3C (نواحی سفید رنگ) است. برای آشکار سازی ریزساختار چند فازی چدن سفید آلیاژی از روش اچ دو مرحله‌ای بر پایه محلول‌های شیمیایی گلیسرجیا و ماربل استفاده شده است. نتایج نشان می‌دهد که تفکیک‌سازی خوبی بین فازهای مارتنزیت، آستنیت باقیمانده و کاربیدهای یوتکتیکی M_3C ایجاد شده است. در شکل (۳) آنالیز فازی ریزساختار چدن‌های سفید مورد پژوهش با استفاده از پراش اشعه ایکس نشان داده شده است. نتایج نشان می‌دهد ریزساختار چدن سفید معمولی دو فازی شامل فریت و کاربیدهای M_3C است (شکل (۳ الف))، در حالیکه ریزساختار چند فازی چدن سفید آلیاژی شامل کاربیدهای یوتکتیکی M_3C، ذرات ریز کاربیدهای ثانویه M_2C، مارتنزیت و آستنیت باقیمانده است (شکل (۳ ب)).

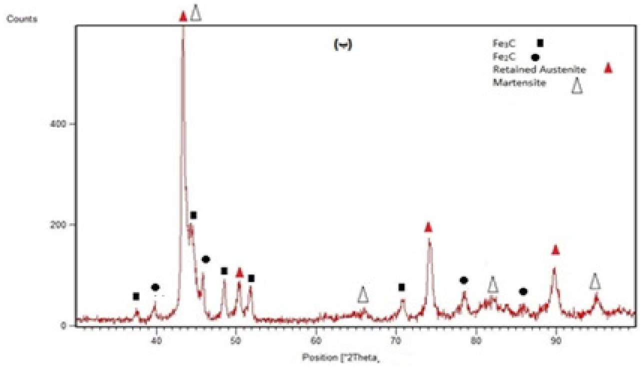
در شکل (٤) رفتار سایشی چدن سفید آلیاژی در مقایسه با چدن سفید معمولی نشان داده شده است. در شکل (٤ – الف) میزان کاهش وزن نمونه‌های چدن سفید آلیاژی و معمولی طی آزمون سایش در بارگذاری‌های مختلف نشان داده شده است. همانطوری که مشاهده می‌گردد در نمونه‌های چدن سفید معمولی با افزایش بارگذاری از ۸۰ به ۱۰۰، ۱۲۰ و ۱٤۰ نیوتن، میزان کاهش وزن نمونه‌ها افزایش یافته است. این روند سایشی برای نمونه‌های چدن سفید آلیاژی نیز صادق است ولی میزان کاهش وزن آنها نسبت به نمونه‌های چدن سفید معمولی با افزایش بارگذاری کاهش یافته است. در شکل (٤ ب)

تغییرات ضریب اصطکاک با افزایش بارگذاری برای نمونه‌های چدن سفید آلیاژی و چدن سفید معمولی مقایسه شده است. در نمونه‌های چدن سفید آلیاژی در حالت پایدار برای بارگذاری ۸۰ نیوتن، ضریب اصطکاک ۰/۶۷ و برای بارگذاری ۱٤۰ نیوتن برابر با ۰/٥٤ می‌باشد ولی در نمونه‌های چدن سفید معمولی در حالت پایدار برای بارگذاری ۸۰ نیوتن ضریب اصطکاک ۰/٦٨ و برای بارگذاری ۱٤۰ نیوتن برابر با ۰/۸۱ است. نتایج فوق نشان می‌دهد که با افزایش بارگذاری ضریب اصطکاک در نمونه‌های چدن سفید معمولی افزایش یافته است اما ضریب اصطکاک نمونه‌های چدن سفید آلیاژی به طور شگرفی با افزایش بارگذاری کاهش یافته است. مضافا میزان ضریب اصطکاک برای نمونه‌های چدن سفید آلیاژی در تمامی بارگذاری‌ها کمتر از ضریب اصطکاک برای نمونه‌های چدن سفید معمولی است. کاهش ضریب اصطکاک در بارگذاری‌های بالاتر از ۱۰۰ نیوتن در نمونه‌های چدن سفید آلیاژی در اثر افزایش سختی سطوح سایش و افزایش مقاومت به سایش آنها در برابر تغییر شکل پلاستیکی ناشی از درگیر شدن با سطوح سخت دیسک‌های ساینده است که این نتایج در اثر استحاله آستنیت باقیمانده نرم به مارتنزیت سخت در اثر تنش‌ها و نیروهای مکانیکی ایجاد شده است.

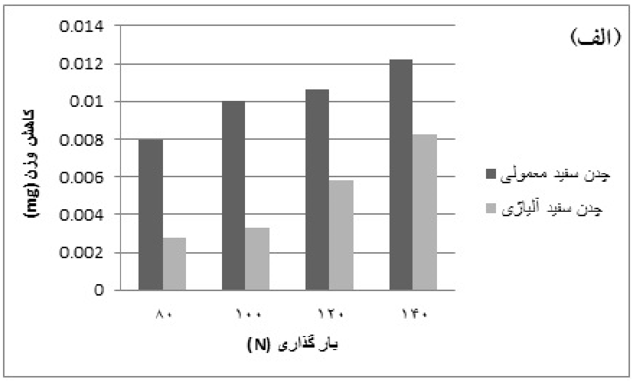


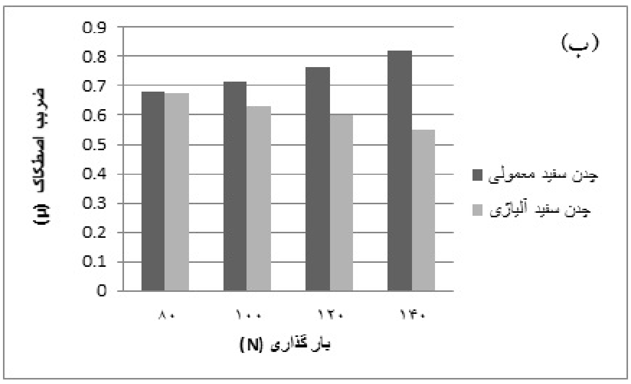
شکل ۲ تصاویر متالوگرافی نوری از ریزساختار نمونه‌های: (الف) و (ب) چدن سفید معمولی (نایتال ۲٪)، (ج) و (د) چدن سفید آلیاژی (گلیسرجیا–ماربل). فازهای کاربید یوتکتیکی، پرلیت، لدبوریت، مارتنزیت و آستنیت باقیمانده به ترتیب با علامت‌های M_3C، P (Pearlite)، L (Ledburite)، M (Martensite) و RA (Retained Austenite) نشان داده شده است





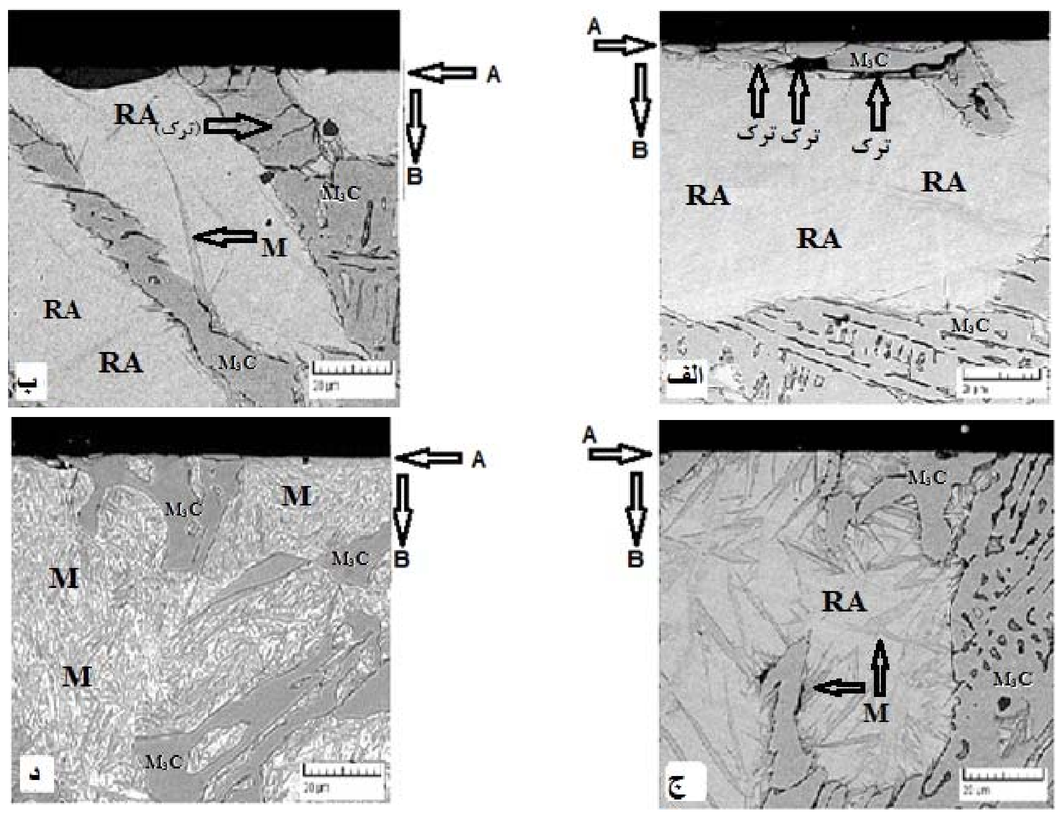
شکل ۳ الگوی پراش اشعه ایکس از نمونه‌های: (الف) چدن سفید معمولی و (ب) چدن سفید آلیاژی





شکل ٤ مقایسه رفتار سایشی چدن سفید آلیاژی با چدن سفید معمولی: (الف) کاهش وزن نمونه‌های تست سایش در بارگذاری‌های متفاوت و (ب) تغییرات ضریب اصطکاک نمونه‌های تست سایش در بارگذاری‌های متفاوت

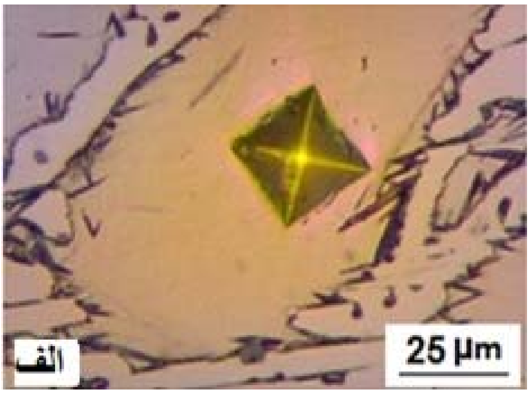
شکل (۵) تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه‌های چدن سفید آلیاژی را در شرایطی نشان می‌دهد که پس از آزمون سایش در بارگذاری‌های مختلف در مقطع عمود بر سطوح سایش آنها برش داده شده و تصویر برداری شده است. پس از بارگذاری ۸۰ نیوتن ملاحظه می‌شود مقدار استحاله آستنیت باقیمانده به مارتنزیت در لایه‌های زیرین سطوح سایش ناچیز است (شکل (۵ - الف)) ولی با افزایش بارگذاری از ۸۰ به ۱۰۰، ۱۲۰ و ۱۴۰ نیوتن، میزان پیشرفت استحاله آستنیت باقیمانده به مارتنزیت افزایش یافته است به طوری که در بار گذاری‌های ۱۴۰ نیوتن (شکل (۵ - د)) تقریبا تمامی آستنیت باقیمانده در نواحی مجاور سطوح سایش به مارتنزیت تبدیل شده است مضافا هر چه از سطوح سایش به طرف مغز نمونه‌ها حرکت می‌نمائیم (جهت B) مقدار مارتنزیت تشکیل شده از آستنیت باقیمانده نیز کاهش یافته است. این نکته آشکار است که مارتنزیت تشکیل شده در سطوح سایش باعث افزایش سختی و لذا افزایش مقاومت به سایش نمونه‌های چدن سفید آلیاژی شده است بر این اساس می‌توان نتیجه‌گیری نمود در نمونه‌های چدن سفید آلیاژی سطوحی بسیار سخت با ریزساختار کاملا مارتنزیتی-کاربیدی و مغزی بسیار نرم با ریزساختار آستنیتی-کاربیدی ایجاد شده است به‌طوری که هم نتایج مطلوب از نظر مقاومت به سایش فراهم شده است و هم دچار شکست‌های ناگهانی نمی‌شود.

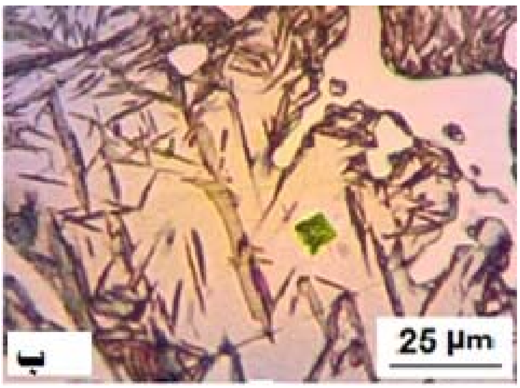


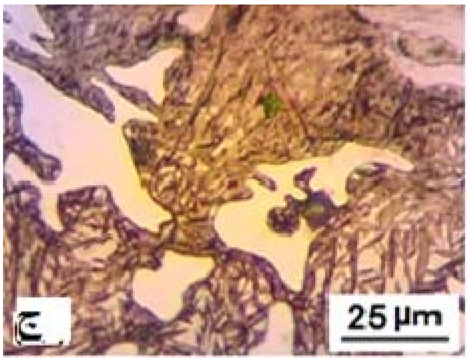
شکل ۵ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از مقطع عمود بر سطوح سایش نمونه‌های چدن سفید آلیاژی بیانگر تغییرات ریزساختاری ایجاد شده طی تنش‌ها و نیروهای مکانیکی در اثر بارگذاری‌های: (الف)۸۰، (ب) ۱۰۰، (ج) ۱۲۰ و (د) ۱۴۰ نیوتن. جهات A و B به ترتیب بیانگر جهات موازی و عمود بر سطوح سایش نمونه‌ها است. فازهای کاربید یوتکتیکی، مارتنزیت و آستنیت باقیمانده به ترتیب با علامت‌های M_3C، M (Martencite) و RA (Retained Austenite) نشان داده شده است

بررسی تصاویر متالوگرافی ارائه شده در شکل(۵) نشان می‌دهد که بعد از فرایند سایش در بارگذاری‌های کم (کمتر از ۱۰۰ نیوتن)، یک سری ترک‌های ریزی در کاربیدهای یوتکتیکی M_3C موجود در نواحی زیر سطوح سایش ایجاد شده است ولی این ترک‌ها در بار گذاری-های بالا (بیش از ۱٤۰ نیوتن) مشاهده نشده است. این پدیده هم ناشی از استحاله آستیت باقیمانده به مارتنزیت است. نتایج نشان می‌دهد در بار گذاری‌های بیش از ۱۰۰ نیوتن، آستنیت باقیمانده موجود در نواحی زیرین مجاور سطوح سایش نمونه‌ها به مارتنزیت تحول یافته و باعث افزایش سختی و استحکام شده است بطوری که از انتقال مستقیم تنش‌ها و نیروهای مکانیکی به کاربیدها جلوگیری و در نتیجه از ترک برداشتن و شکست کاربیدها جلوگیری شده است. به عبارت دیگر مارتنزیت سخت در مقابل تنش‌ها و نیروهای مکانیکی می‌تواند از کاربیدها محافظت نموده و مانع از انتقال مستقیم تنش‌ها و نیروهای مکانیکی به کاربیدها گردد ولی در ریزساختارهای پرلیتی-کاربیدی و آستنیتی-کاربیدی فازهای پرلیت و آستنیت آنقدر نرم هستند که نمی‌توانند مانع از انتقال مستقیم تنش‌ها و نیروهای مکانیکی به کاربیدها گردند که در نتیجه کاربیدها متحمل شکست و باعث کاهش مقاومت به سایش شده است. این نتایج مطابق با تحقیقات سیناتورا و آلبرتین است که تأثیر ریزساختارهای مختلف از چدن‌های سفید ریختگی را بر مقاومت به سایش آنها بررسی و دریافتند زمینه مارتنزیتی سخت مانع از شکست زود هنگام کاربیدها شده و باعث افزایش مقاومت به سایش شده است [19].

تصاویر متالوگرافی نوری از ریزساختارها و اثرات میکروسختی‌سنجی از فازهای آستنیت باقیمانده قبل از تست سایش، نواحی آستنیت باقیمانده تحول نیافته به مارتنزیت بعد از تست سایش و مارتنزیت تشکیل شده از استحاله آستنیت باقیمانده پس از تست سایش در شکل (٦) نشان داده شده است. همچنین در جدول (۳) نتایج حاصل از میکرو سختی سنجی فازهای فوق مرتب شده است. میکرو سختی نسبتا بالای نواحی آستنیت باقیمانده تحول نیافته به مارتنزیت در مجاور سطوح سایش در مقایسه با میکرو سختی آستنیت باقیمانده در نمونه‌های بدون تست سایش (نمونه‌های خام ریختگی) به دلیل کار سخت شدن این فاز در طی آزمون سایش است. همچنین در حین استحاله آستنیت باقیمانده با شبکه کریستالی FCC به ماتنزیت با شبکه کریستالی BCT، افزایش حجم قابل توجهی رخ داده است که این افزایش حجم باعث فشردگی نواحی آستنیت باقیمانده تحول نیافته به مارتنزیت می‌گردد که در نتیجه باعث افزایش میکرو سختی این فاز شده است. لذا می‌توان نتیجه‌گیری نمود یکی از دلایل افزایش مقاومت به سایش نمونه‌های چدن سفید آلیاژی با ریزساختار آستنیتی-کاربیدی در مقایسه با چدن سفید معمولی با ریزساختار پرلیتی-کاربیدی کار سخت شدن آستنیت باقیمانده قبل از استحاله فازی مارتنزیتی در اثر تنش‌ها و نیروهای مکانیکی است.







شکل ٦ تصاویر متالوگرافی نوری بیانگر ریزساختارها و اثرات میکرو سختی‌سنجی در نمونه‌های چدن سفید آلیاژی در شرایط: (الف) آستنیت باقیمانده قبل از تست سایش، (ب) نواحی آستنیت باقیمانده تحول نیافته به مارتنزیت بعد از تست سایش در بارگذاری ۱۴۰ نیوتن و (ج) مارتنزیت تشکیل شده از آستنیت باقیمانده بعد از تست سایش در بارگذاری ۱۴۰ نیوتن

جدول ۳ اعداد متوسط میکرو سختی‌سنجی از فازهای آستنیت باقیمانده و مارتنزیت در نمونه‌های چدن سفید آلیاژی

نام فاز	عدد میکروسختی ($HV25_g$)
آستنیت باقیمانده قبل از تست سایش	۲٦٦
نواحی آستنیت باقیمانده تحول نیافته به مارتنزیت بعد از تست سایش	۵۸۰
مارتنزیت تشکیل شده از آستنیت باقیمانده	۷٦۸

نتیجه‌گیری

در این پژوهش تأثیر استحاله آستنیت باقیمانده به مارتنزیت بر رفتار سایشی یک نوع چدن سفید آلیاژی با ریزساختار آستنیتی-کاربیدی در مقایسه با چدن سفید معمولی با ریزساختار پرلیتی-کاربیدی بررسی شده است. مهمترین نتایج به شرح زیر است:

۱- مقاومت به سایش چدن سفید آلیاژی با ریزساختار آستنیتی-کاربیدی بالاتر از چدن سفید معمولی با ریزساختار پرلیتی-کاربیدی است. مقاومت به سایش بالاتر چدن سفید آلیاژی در اثر استحاله آستنیت باقیمانده به مارتنزیت و همچنین کار سخت شدن نواحی آستنیت باقیمانده تحول نیافته به مارتنزیت در اثر تنش‌ها و نیروهای مکانیکی است.

۲- آستنیت باقیمانده در فرایند سایش طی تنش‌ها و نیروهای مکانیکی در بارگذاری‌های زیاد (بیش از ۱۰۰ نیوتن) به مارتنزیت تبدیل شده است که باعث می‌گردد در نمونه‌های تست سایش سطحی سخت با مقاومت به سایش بالا و مغزی نرم با چقرمگی خوب ایجاد گردد.

۳- میکرو سختی نواحی آستنیت باقیمانده تحول نیافته به مارتنزیت بعد از تست سایش بیش از میکرو سختی آستنیت باقیمانده قبل از تست سایش است. افزایش سختی نواحی آستنیت باقیمانده تحول نیافته به مارتنزیت ناشی از کار سخت شدن این فاز طی تست سایش در اثر تنش‌ها و نیروهای مکانیکی است.

٤- در بارگذاری‌های کم (کمتر از ۱۰۰ نیوتن) یک سری ترک‌های ریزی در کاربیدهای یوتکتیکی M_3C مشاهده شده است که در اثر عدم حمایت آستنیت باقیمانده نرم از کاربیدها است. در بارگذاری‌های زیاد (بیش از ۱۰۰ نیوتن) در اثر استحاله آستنیت باقیمانده به مارتنزیت، مارتنزیت سخت در مجاور کاربیدهای یوتکتیکی M_3C ایجاد شده است که باعث حفاظت کاربیدها و در نتیجه افزایش مقاومت به سایش شده است.

مراجع

1. Laird G., Gundluch R., Röhrig K., "Abrasion-Resistant Cast Iron Handbook" American Foundry Society, Schaumburg, USA, (2000).

2. Arikan M.M., Cimenoglu H., Kayali E.S., "The effect of titanium on the abrasion resistance of 15Cr–

3Mo white cast iron", *Wear*, Vol. 247, pp. 231-235, (2001).

3. Fernandez I., Belzunce F.J., "Wear and oxidation behaviour of high-chromium white cast irons", *Materials Characterization*, Vol. 59, pp. 669-674, (2008).
4. Cetinkaya C., "An investigation of the wear behaviours of white cast irons under different compositions", *Materials and Design*, Vol. 27, pp. 437-455, (2006).
5. Banadkouk, S.S.G., Mehranfar S., "Wear behavior of a modified low Alloy as cast hardening white iron", *ISIJ International*, Vol. 52, pp. 2096–2099, (2012).
6. Laird G., "Microstructures of ni-hard I, ni-hard IV and high-Cr white cast irons", pp. 331-357, (1991).
7. Chien F., Ming-Che C.H., Chia-Ming C.H., Weite W., "Microstructure change caused by (Cr,Fe)23C6 carbides in high chromium Fe-Cr-C hardfacing alloys", *Surface and Coatings Technology*, pp. 908–912, (2006).
8. Yezhe L., et. al., "Effect of tungsten on microstructure and properties of high chromium cast iron", *Materials and Design*, Vol. 39, pp. 303-308, (2012).
9. Chung R.J., Tang X., et. al.," Effects of titanium addition on microstructure and wear resistance of hypereutectic high chromium cast iron Fe–25wt.%Cr–4wt.%C", *Wear*, Vol. 267, pp. 356-361, (2009).
10. Dogan O.N., Hawk J.A., "Effect of retained austenite on abration resistance of High-Cr white cast irons", *AFS Transactions*, pp. 167-174, (1997).
11. Sare I.R., Arnold B.K., "Gouging abrasion of wear resistant alloy white cast irons", *Wear*, Vol. 131, pp. 15–39 (1989).
12. Bedolla-Jacuinde A., Correa R., Mejia I., Quezada J.G., Rainforth W.M., "The effect of titanium on the wear behaviour of a 16%Cr white cast iron under pure sliding", *Wear*, Vol. 263, pp. 808-820, (2007).
13. Coronado J.J., Sinatora A., "Particle size effect on abrasion resistance of mottled cast iron with different retained austenite contents", *Wear*, Vol. 267, pp. 2077-2082, (2009).
14. Zum Gahr K.H., "Abrasive wear of white cast irons", *Wear*, Vol. 64, pp. 175–194, (1980).
15. Gundlach R.B., Parks J.L., "Influence of abrasive hardness on the wear resistance of high chromium irons", *Wear*, Vol. 46, pp. 97–108, (1978).
16. Laird G., "Crack propagation and spalling of white cast iron balls subjected to repeated impacts", *Wear*, Vol. 124, pp. 217-235 (1988).
17. Blickensderfer R., Tylczak J.H., Laird G., "Spalling of high-chromium white cast iron balls subjected to repetitive impact", *Wear*, Vol. 125, pp. 175-182, (1989).
18. Coronado J.J., Sinatora A., "Abrasive wear study of white cast iron with different solidification rates", *Wear*, Vol. 267, pp. 2116–2121, (2009).
19. Albertin E., Sinatora A., "Effect of carbide fraction and matrix microstructure on the wear cast iron balls tested in a laboratory ball mill", *Wear*, Vol. 250, pp. 492–501, (2001).